

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)[Generate Collection](#)[Print](#)

L3: Entry 170 of 261

File: JPAB

Nov 16, 1992

PUB-N<sup>O</sup>: JP404325657A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 04325657 A

TITLE: HIGH STRENGTH HOT ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN STRETCH-FLANGING PROPERTY AND ITS MANUFACTURE

PUBN-DATE: November 16, 1992

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

YOKOI, TOSHIO

IWAI, TAKAFUSA

SHIRASAWA, HIDENORI

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 8/02; C22C 38/06

## ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a high strength hot rolled steel sheet excellent in stretch-flanging properties at low cost.

CONSTITUTION: This is a hot rolled steel sheet contg. 0.06 to 0.30% C,  $\leq 0.40\%$  Si, 0.20 to 1.30% Mn,  $\leq 0.08\%$  P,  $\leq 0.008\%$  S,  $\leq 0.06\%$  Al, and 0.0007 to 0.0035% N and the balance iron with inevitable impurities and in which its structure is formed into a mixed one of ferrite and bainite with  $\geq 65\%$  areal rate or a bainitic single phase one. The steel sheet is obtd. by heating a steel by the conventional method, subjecting it to hot rolling at the finishing temp. of the Ar3 point or above, thereafter executing cooling at 10 to  $200^{\circ}\text{C/s}$  cooling rate and coiling it at  $\leq 550^{\circ}\text{C}$ . Furthermore, one or  $\geq$  two kinds among 0.01 to 0.2% Nb, 0.1 to 1.0% Cr, 0.1 to 1.0% Ni, 0.1 to 0.6% Cu, 0.0010 to 0.0100% Ca and 0.0010 to 0.0100% rare earth metal can be added thereto.

COPYRIGHT: (C)1992, JPO&amp;Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平4-325657

(43)公開日 平成4年(1992)11月16日

(51)Int.Cl.<sup>5</sup>  
C 22 C 38/00  
C 21 D 8/02  
C 22 C 38/06

識別記号 301 W 7217-4K  
A 8116-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数3(全6頁)

(21)出願番号 特願平3-124676

(22)出願日 平成3年(1991)4月26日

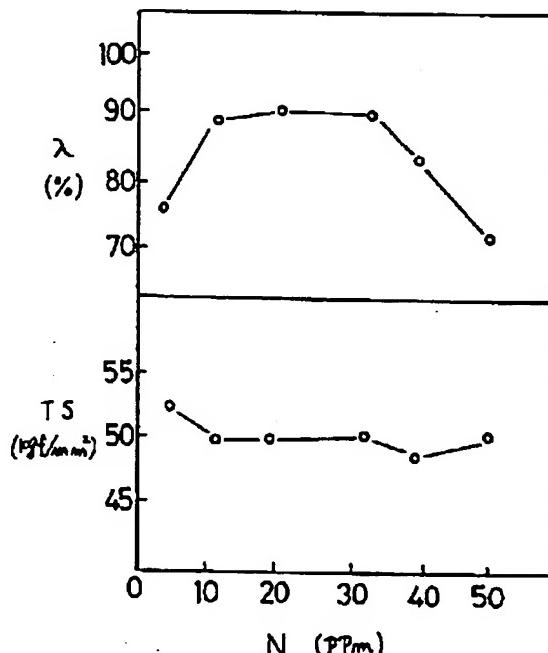
(71)出願人 000001199  
株式会社神戸製鋼所  
兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号  
(72)発明者 横井利雄  
兵庫県神戸市垂水区本多聞4丁目5番302  
-401  
(72)発明者 岩井隆房  
兵庫県加古郡播磨町野添3-214-2  
(72)発明者 白沢秀則  
兵庫県加古郡稻美町中村540-67  
(74)代理人 弁理士 中村 尚

(54)【発明の名称】 伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【目的】 伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板を低成本で得る。

【構成】 C: 0.06~0.30%、Si: 0.40%以下、Mn: 0.20~1.30%、P: 0.08%以下、S: 0.008%以下、Al: 0.06%以下及びN: 0.0007~0.0035%を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなる熱延鋼板で、フェライトと面積率65%以上のペイナイトとの混合組織又はペイナイト単相組織である。常法にて加熱し、仕上温度Ar<sub>3</sub>点以上で熱間圧延を行い、その後、10~200°C/sの冷却速度で冷却し、550°C以下で巻取って得られる。更にNb: 0.01~0.2%、Cr: 0.1~1.0%、Ni: 0.1~1.0%、Cu: 0.1~0.6%、Ca: 0.0010~0.0100%及びREM: 0.0010~0.0100%のうちの1種又は2種以上を添加できる。



1

2

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で(以下、同じ)、C:0.06～0.30%、Si:0.40%以下、Mn:0.20～1.30%、P:0.08%以下、S:0.008%以下、Al:0.06%以下及びN:0.0007～0.0035%を含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなる熱延鋼板であり、その組織がフェライトと面積率65%以上のペイナイトとの混合組織又はペイナイト単相であることを特徴とする加工性の優れた高強度熱延鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、更にNb:0.01～0.2%、Cr:0.1～1.0%、Ni:0.1～1.0%、Cu:0.1～0.6%、Ca:0.0010～0.0100%及びREM:0.0010～0.0100%のうちの1種又は2種以上を含有している請求項1に記載の熱延鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2に記載の化学成分を有する鋼の熱間圧延において、常法にて加熱し、仕上温度Ar<sub>3</sub>点以上で熱間圧延を行い、その後、10～200°C/sの冷却速度で冷却し、550°C以下で巻取り、最終組織としてフェライトと面積率65%以上のペイナイト組織又はペイナイト単相組織を得ることを特徴とする加工性の優れた高強度熱延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は加工性の優れた高強度熱延鋼板とその製造方法に係り、より詳細には、強度が40kgf/mm<sup>2</sup>以上、特に50～80kgf/mm<sup>2</sup>の高強度にて伸びフランジ性等の加工性に優れる熱延鋼板、並びにこれを低コストで製造する方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術及び発明が解決しようとする課題】 近年、自動車等の構造部材として用いられている熱延鋼板は、安全性や燃費向上のために、板厚のゲージダウンと高強度化の傾向を益々高めている。このため、低強度材と同様に加工性の優れた高強度熱延鋼板が要求されている。

【0003】 従来より、熱延鋼板において加工性の優れた高強度鋼板を確保するための方法として、①鋼中にTi、Nb等の特殊元素を添加する方法(例、特開昭60-56024号)、②硬質相(マルテンサイト等)を導入する方法(例、特開昭55-44551号)、③Mn、C量を増加する方法(例、特開昭52-123920号)などの技術が提案されている。

【0004】 しかし、①の方法は、コスト高になり、また熱間圧延時の変形抵抗を高めるため、圧延性を損なうという問題がある。②の方法は、硬質相の導入により、降伏比を下げ、全伸びを改善させるのに有効な方法ではあるが、伸びフランジ性に好ましくない。また、多くのSi、Mn等の添加元素が必須となり、コスト高となる。

一方、③のMn、C量を増加させる方法は、高強度を得るために最も容易な方法である。しかし、この③の方法では、例えば、これらの元素を増すことによって高強度は得られるものの、C、Mn量比により加工性が左右され、加工性を付与するためにはC量をある程度に抑えてMn量の増加(例、Mn≥1.5%)を図らねばならず、したがって、どうしても伸びフランジ性のよい高強度鋼板を安価に確保することができないという問題がある。

【0005】 以上のように、従来の方法では、いずれも、高強度と伸びフランジ性と経済性を同時に満足するには至っていないのが実情である。

【0006】 本発明は、上記従来技術の問題点を解決し、伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板を低成本で提供し、またその製造方法を提供することを目的とするものである。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明者らは、前記課題を解決するために、鋼中の元素、結晶組織、熱間圧延・冷却条件の面での制御について鋭意研究を重ねた。

【0008】 その結果、低Mn、C系鋼において伸びフランジ性を改善するにはN量を低減することが有効であるを見出した。特にNの低減が変態組織の生成に大きな影響を及ぼすという、これまで全く知られていない新規な知見を利用し、更に詳細に検討を加えて、ここに本発明をなしたものである。

【0009】 すなわち、本発明は、C:0.06～0.30%、Si:0.40%以下、Mn:0.20～1.30%、P:0.08%以下、S:0.008%以下、Al:0.06%以下及びN:0.0007～0.0035%を

含有し、残部が鉄及び不可避的不純物からなる熱延鋼板であり、その組織がフェライトと面積率65%以上のペイナイトとの混合組織又はペイナイト単相であることを特徴とする加工性の優れた高強度熱延鋼板を要旨とするものである。

【0010】 また、その製造方法は、上記化学成分を有する鋼の熱間圧延において、常法にて加熱し、仕上温度Ar<sub>3</sub>点以上で熱間圧延を行い、その後、10～200°C/sの冷却速度で冷却し、550°C以下で巻取り、最終組織としてフェライトと面積率65%以上のペイナイト組織又はペイナイト単相組織を得ることを特徴とするものである。

【0011】 以下に本発明を更に詳細に説明する。

## 【作用】

【0012】 まず、本発明者等が前述の知見を得るに至った基礎実験の結果について説明する。

## 【0013】

## 【表1】

記号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	備考
A	0.12	0.010	0.72	0.015	0.0040	0.026	0.0019	●
B	0.13	0.006	0.72	0.014	0.0043	0.026	0.0051	▲

に示す化学成分を有する鋼を溶製し、熱間粗圧延により3.0mm厚のスラブにした後、加熱温度1200°C、仕上温度900°Cにて3.2mm厚に仕上げ、平均冷却速度5~50°C/sにて冷却した後、図1に示す各種巻取温度に30分間保持後炉却し、実ラインでの巻取り~冷却過程をシミュレートした。更に、得られた熱延鋼板について、1.6mm厚に両面研削を行い、1%の調質圧延を行った後、JIS5号引張試験と穴抜げ試験(10mmφ打抜穴)を行い、強度と伸びフランジ性を調査した。機械的性質と巻取温度の関係を図1及び図2に示す。

【0014】これより明らかなように、低N鋼(鋼A、●印)は、強度については高N鋼(鋼B、▲印)とほぼ同じレベルであるのに対して、冷却速度50°C/sでかつ巻取温度350~550°Cの範囲において、穴抜がり率(入値)が著しく優れている。また強度一バランスが優れていることがわかる。

【0015】このように、Mn 1.30%以下の低N鋼で高い値が得られる理由は、高N鋼に比べて、ペイナイト変態が速く起り易いためであると考えられる。この理由については、更に今後の詳細な調査を必要とするが、鋼の加熱状態及び熱延直後のオーステナイト粒度では説明されず、熱延段階でのAIN等の析出物の析出分散状態が異なるためであると考えられる。また、ペイナイト変態が起り易いわりには、強度が殆ど変わらない理由は、生成するペイナイト相の硬さが、低Mn系鋼では微細フェライト相とあまり変わらないためと考えられる。

【0016】なお、Nの効果については、特開昭52-12392号、特開昭55-44551号、特開昭60-121225号などがあるが、これらは、N 35ppm以下のNの効果を確認したものではなく、また、Nに対する考え方も固溶Cの効果と同様であり、低N化がペイナイトなどの低温変態組織の生成を助長するという考えを提示しているものでもない。例えば、前述の特開昭55-44551号には、N量が0.030%以下と規定されているものの、0.004%以上でしか実証されておらず、したがって、Nの及ぼす影響についても、「Nによってオーステナイトが強化し、安定化し、オーステナイトへの歪の蓄積が熱間圧延によって増加し、圧延直後の徐冷区間でポリゴナルフェライトの多量発生に効果をもつことと、残りの少量の未変態オーステナイトがパーライトあるいはペーナイトに変態するのを抑制することの2つの効果が重要なもの」と説明されており、実施例においてもポリゴナルフェライト量が75%以上含む組織が得られている。この理由は上述の本発明の場合の理由とは根本的に異なるものである。

【0017】次に本発明における化学成分の限定理由に

ついて説明する。

【0018】C : Cは高加工性の確保のために限定される元素であり、0.30%よりも多いと加工性、溶接性的劣化を招く。しかし、0.08%以下、特に0.06%未満ではTS > 40kgf/mm<sup>2</sup>の高強度熱延鋼板が低コストで得られにくい。したがって、C量は0.06~0.30%の範囲とするが、0.08%より多くするのが好ましい。

【0019】Si : Siは全伸びを損なわずに強度増加に有効な元素であるが、表面性状を損なうため、上限値を0.40%とする。

【0020】Mn : Mnは、Nと同様、本発明の重要な成分である。すなわち、強度を確保することの他に、低温変態組織(ペイナイト組織)を得るために不可欠であるが、中低炭素鋼のもとでは、0.20%未満では強度や低温変態組織が得にくくなる。一方、Mnが1.0%以上、特に1.30%を超えると同強度グレード鋼のコスト的なメリットは小さくなる。したがって、Mn量は0.20~1.30%の範囲とする。

【0021】P : Pは固溶強化元素であり、微量で強化に寄与するが、余り多いと加工性、韧性を損なうので、その上限値を0.08%とする。

【0022】S : Sは非金属介在物として析出し、鋼板の加工性を劣化させるため、0.008%以下に規制する必要があり、好ましくは0.003%以下である。

【0023】Al : Alは主に脱酸作用により鋼の健全性を確保するために添加されるが、多すぎると析出物が増し、加工性を損なうため、上限値を0.06%とする。なお、脱酸が充分に行なわれば0.008~0.030%が望ましい。

【0024】N : Nは本発明ではC、Mnと同様、重要な成分であり、前述のようにフェライト変態の抑制とペイナイト変態促進のために規制される。すなわち、0.0035%より多いとフェライト変態が促進され、目的とする強度が得られにくくなるばかりでなく、目的とする材質を得るための冷却条件の制御が厳しくなり、また、図3に示すように入値の低下も顕著となるので、上限値を0.0035%とする。しかし、0.0007%未満になると、AINの減少に伴うγ粒の粗大化が原因と考えられる入値の低下及びTSバランスの低下が認められ始めるので、下限値を0.0007%とする。なお、図3は、C : 0.15%、Si : 0.06%、Mn : 0.75%、P : 0.018%、S : 0.006%、Al : 0.031%、仕上温度 : 890°C、冷却速度50°C/s、巻取温度450°Cの条件での場合である。

【0025】なお、上記成分の他に、必要に応じて、更

に、Nb、Cr、Ni、Cuの1種又は2種以上を適量で添加しても、本発明の効果を何ら損なうものではない。更にまた、Ca及びREMの1種又は2種を適量で添加することもできる。

【0026】Nb、Cr、Ni：Nb、Cr、Niは焼入性向上元素であり、低温変態組織の生成を促進して、強化に寄与するが、Cr、Niは、それぞれ0.1%未満ではその効果が小さく、またあまり多いとマルテンサイト等の高硬質相を生成し、加工性を損なうばかりか、コスト増になる。したがって、Cr量とNi量はそれぞれ0.1～1.0%の範囲とする。Nbについては、0.01%未満ではその効果が小さく、またあまり多いと加工性を損なうため、0.01～0.2%の範囲とする。

【0027】Cu：Cuは強化や耐食性に寄与する元素であり、その効果を発揮するためには0.1%以上の添加が必要であるが、あまり多いと効果が飽和するばかりでなく、コスト増となるため、Cu量は0.1～0.6%の範囲とする。

【0028】Ca、REM：Ca、REM（希土類元素）は硫化物形態制御を通して加工性、特に伸びフランジ性の改善に寄与する成分である。しかし、それぞれ0.010%未満ではその効果を発揮できず、一方、0.010%を超えてもその効果が飽和に達し、却ってコスト増を招き、また清浄性を劣化する。したがって、Ca量とREM量はそれぞれ0.0010～0.0100%の範囲とする。なお、REMは希土類元素の1種又は2種以上を用いることができるとは云うまでもない。

【0029】次に、本発明法の製造条件について説明する。

【0030】上記化学成分を有する鋼スラブは、常法による造塊又は連続鋳造により得た後、ホットコイルにするが、以下のとおり、熱間圧延と冷却条件を規定するものである。

【0031】スラブ加熱温度：スラブ加熱温度は特に限定するものではないが、常法の1100℃以上であれば良い。また省エネルギーを図るには1000℃以上でも良い。

【0032】仕上温度：熱間圧延の仕上温度は、冷却速\*

\*度、冷却停止温度の影響を小さくするため、ベイナイト組織が生成し易いAr<sub>3</sub>点以上とする。好ましくは850～950℃である。

【0033】冷却速度：仕上圧延後の冷却速度については、ベイナイト変態の促進のため、平均冷却速度で1.0～2.00℃/sで良い。1.0℃/s未満ではフェライト量が増え、ベイナイト量が少ないと目的とする強度と伸びフランジ性が得られず、また2.00℃/sを超えるとマルテンサイト量が増え、伸びフランジ性を劣化させるので好ましくない。なお、冷却パターンは等速冷却、及び途中でステップを行うステップ冷却のいずれを用いても良い。

【0034】巻取温度：巻取温度は、図2からも明らかのように、550℃以下の範囲とする。すなわち、550℃より高い巻取温度ではフェライト量が増し、加工性が劣化し、好ましくない。

【0035】得られたコイルは、必要により、酸洗が施される。また、必要により、伸び率0.5～1.2%の調質圧延を実施することができる。上記以外の圧延方法として、直接圧延法（HDR）、熱片装入圧延法（HCR）を用いても良い。更に、本鋼は、熱延後、酸洗して通常の溶融亜鉛めっき又は溶融亜鉛合金化めっきを施しても特性上何ら差し支えない。

【0036】かくして、得られる熱延钢板の組織の形態は、フェライト以外の低温変態組織がベイナイトである。その面積率は、強度と伸びフランジ性確保のため、6.5%以上が必要であり、100%（ベイナイト単相）も可能である。なお、この場合のベイナイトは、いわゆるアシキュラーフェライト、ベイナイティックフェライト、下部ベイナイト、上部ベイナイトを云い、上部ベイナイト中に生成する微細な島状マルテンサイトも含包される。

【0037】次に本発明の実施例を示す。なお、本発明はこの実施例のみに限定されることは云うまでもなく、また前述の基礎実験も実施例足りるものである。

#### 【実施例】

#### 【0038】

【表2】

鋼番号	C	Si	Mn	P	S	A1	N	その他の元素	備考
1	0.12	0.01	0.72	0.015	0.004	0.026	0.0019	—	本発明鋼
2	0.15	0.05	0.88	0.011	0.003	0.021	0.0011	—	
3	0.09	0.10	0.95	0.012	0.002	0.029	0.0019	—	
4	0.23	0.08	0.60	0.007	0.003	0.041	0.0025	—	
5	0.12	0.20	0.72	0.008	0.001	0.025	0.0016	Nb:0.018	
6	0.15	0.25	0.81	0.011	0.003	0.031	0.0020	Cr:0.20	
7	0.13	0.33	0.65	0.016	0.004	0.033	0.0011	Ca:0.0020 REM:0.0025	
8	0.13	0.03	0.80	0.011	0.004	0.025	0.0046	—	
9	0.16	0.04	0.30	0.008	0.003	0.028	0.0005	—	比較鋼
10	0.04	0.05	0.90	0.009	0.002	0.035	0.0018	—	

に示す化学成分を有する鋼を溶製し、30mm厚のスラブ 50とした。次いで、

【表3】

試験番号 No.	熱延条件		機械的性質			穴抜け率 (%)	金剛組織 (%)	備考
	仕上温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	卷取温度 (°C)	YP (kgf/mm <sup>2</sup> )	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )			
1	1 900	60	450	47.5	50.1	30.5	90	P:10%、B:90%
2	2 985	70	385	49.8	54.3	29.8	85	F:5%、B:95%
3	3 905	80	550	49.0	53.4	28.0	105	F:15%、B:85%
4	4 890	40	470	54.4	62.2	24.9	87	F:3%、B:97% 本発明例
5	5 895	40	450	49.4	55.4	29.0	91	F:5%、B:95%
6	6 880	70	400	48.0	55.0	28.1	89	F:4%、B:96%
7	7 910	100	510	41.3	48.2	31.8	110	B:100%
8	8 880	70	620	37.7	45.0	33.0	52	P:25%、B:60%
9	9 890	5	550	37.1	44.2	32.8	50	P:15%
10	10 900	60	450	47.4	50.4	31.2	50	F:22%、B:68%
11	11 800	45	650	41.1	54.1	28.1	48	F:45%、B:55%
12	12 890	50	550	36.0	55.6	34.4	65	F:75%、B:25%
13	13 910	50	550	37.0	38.2	32.2	100	F:90%、B:10%

(注1) 引張試験のJIS S号試験片: L方向、t 2.6mm

(注2) 穴抜け試験: 10mmφ打抜穴

(注3) F: フェライト、B: ベナイト、P: パーライト

に示す熱延条件で熱延鋼板を製造した。得られた熱延鋼板について、1.6mm厚まで機械研削した後、1%の調質圧延を行い、引張試験（JIS 5号試験）、穴抜け試験（穴抜け性）、ミクロ組織の同定等を行った。それらの結果を表3に併記する。

【0039】なお、穴抜け率は、初期穴径1.0mmとし、

$\{(初期穴径)-(試験後穴径)\}/(初期穴径) \times 100$  の式により求め、穴抜け性を評価した。

【0040】表3より、本発明例のNo. 1～No. 7は、本発明範囲内の製造条件で得られたものであり、しかもフェライトと65%以上のベナイト組織からなり、強度、穴抜け性に優れていることが明らかである。

【0041】一方、比較例No. 8～No. 9は、本発明範

囲外の製造条件による例で、No. 8は卷取温度が高く、No. 9は冷却速度が遅いため、ベナイト組織が65%以下でパーライトも含まれている。比較例No. 10は、N量が多いため、ベナイト組織が65%以下である。比較例No. 11は卷取温度が高いため、ベナイト組織が65%より少ない。これらの比較例は、いずれも入値が低い。

【0042】また、比較例No. 12はN量が少ないため、フェライトと90%のベナイト組織が得られていないものの、入値が低い。比較例No. 13はC量が少ないので、強度不足である。

【0043】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、引張強さ40kgf/mm<sup>2</sup>以上、特に50～80kgf/mm<sup>2</sup>の

高強度熱延鋼板において、加工性、特に伸びフランジ性の良好な鋼板を低成本で製造することができる。自動車の補強部材及び足回り部材やパイプ、コラム等の構造用部材にも好適である。

## 【図面の簡単な説明】

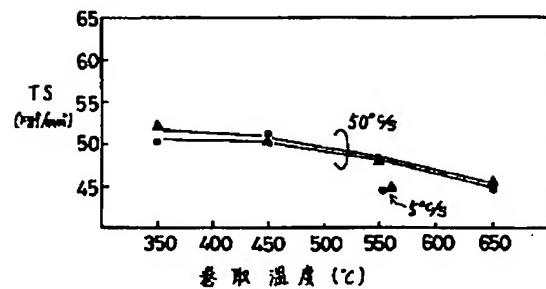
【図1】各種の冷却速度 ( $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ) における

る巻取温度と強度との関係を示す図である。

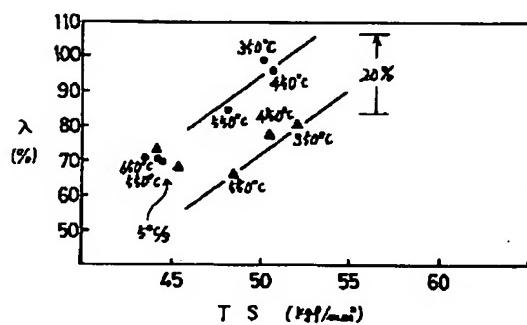
【図2】各種の冷却速度 ( $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ) 及び巻取温度 ( $350^{\circ}\text{C}$ ,  $450^{\circ}\text{C}$ ,  $550^{\circ}\text{C}$ ,  $650^{\circ}\text{C}$ ) におけるTS-入バランスを示す図である。

【図3】TS及び入とN量の関係を示す図である。

【図1】



【図2】



【図3】

